

REC'D 06 APR 2001

PCT/JP01/01005

WIPO

PCT

日 本 国 特 許 庁

14.02.01

PATENT OFFICE

JAPANESE GOVERNMENT

09/937889

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日

Date of Application:

2000年 2月29日

出 願 番 号

Application Number:

特願2000-053439

JP01/1005

EKU

出 願 人

Applicant (s):

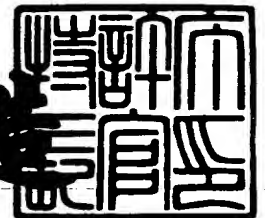
川崎製鉄株式会社

**PRIORITY  
DOCUMENT**  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2001年 3月23日

特許庁長官  
Commissioner,  
Patent Office

及 川 耕 造



出証番号 出証特2001-3021374

【書類名】 特許願

【整理番号】 00J00261

【提出日】 平成12年 2月29日

【あて先】 特許庁長官 近藤 隆彦 殿

【国際特許分類】 C21D 9/46  
C21D 8/02  
C22C 38/00  
C22C 38/06

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社  
技術研究所内

【氏名】 登坂 章男

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社  
技術研究所内

【氏名】 金子 真次郎

【発明者】

【住所又は居所】 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社  
技術研究所内

【氏名】 古君 修

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 川崎製鉄株式会社

【代理人】

【識別番号】 100099531

【弁理士】

【氏名又は名称】 小林 英一

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 018175

特 2 0 0 0 - 0 5 3 4 3 9

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.15%以下、 Si : 2.0 %以下、  
Mn : 3.0 %以下、 P : 0.08%以下、  
S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、  
N : 0.0050~0.0250%

を含み、N（質量%）／Al（質量%）が0.3 以上、固溶状態のNが0.0010%以上になり、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下のフェライト相を面積率で70%以上含み、かつマルテンサイト相を面積率で5%以上含む組織とを有することを特徴とする、BH : 80MPa 以上、 $\Delta\text{TS}$  : 40MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板。

【請求項 2】 前記組成が、質量%で下記 a 群～d 群の 1 群または 2 群以上を含むことを特徴とする請求項 1 記載の鋼板。

記

a 群 : Cu、Ni、Cr、Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 %以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 %以下

c 群 : B を 0.0030%以下

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010~0.010 %

【請求項 3】 前記高張力熱延鋼板が板厚 4.0 mm以下のものである請求項 1 または 2 に記載の鋼板。

【請求項 4】 質量%で、

C : 0.15%以下、 Si : 2.0 %以下、  
Mn : 3.0 %以下、 P : 0.08%以下、  
S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、  
N : 0.0050~0.0250%、

あるいはさらに下記 a 群～d 群の 1 群または 2 群以上を含み、N（質量%）／Al（質量%）が 0.3 以上になる組成を有する鋼スラブを 1000℃以上に加熱した後に

、粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延出側温度を800℃以上として仕上圧延後、0.5秒以内に20℃/s以上の冷却速度で冷却して450℃以下で巻取ることを特徴とする、BH:80MPa以上、 $\Delta TS$ :40MPa以上になる歪時効硬化性に優れた引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板の製造方法。

記

a群: Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0%以下

b群: Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1%以下

c群: Bを0.0030%以下

d群: Ca、REMの1種または2種を合計で0.0010~0.010%

【請求項5】 巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方により伸び率1.5~10%の加工を行うことを特徴とする請求項4記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板、就中TS（引張強さ）440MPa以上の高張力熱延鋼板、およびその製造方法に関する。この高張力熱延鋼板は、主として自動車用の高加工性熱延薄鋼板に属しうる。さらに、冷延鋼板の代替となる薄物熱延鋼板にも属しうる。この薄物熱延鋼板は、従来は熱延での製造が困難ということで、冷延鋼板が適用されていた板厚4.0mm程度以下の薄物製品である。この薄物製品は、軽度の曲げ加工やロールフォーミングによりパイプに成形されるような比較的軽加工に供されるものから比較的厳しい絞り成形に供されるものまでその用途が広範囲に及ぶものである。

【0002】

また、本発明は、熱延鋼板のみならず、これを母板とした電気めっき鋼板、溶融めっき鋼板にも関する。

本発明において、BHとは、下記条件（A）で予変形処理後、下記条件（B）で時効処理したとき、この時効処理前後の変形応力増加量＝（時効処理後の降伏応力）－（時効処理前の予変形応力）を意味する。また、 $\Delta TS$ とは、下記条件

(A) で予変形処理後、下記条件 (B) で時効処理したとき、この「予変形+時効処理」前後の引張強さ増加量 = (時効処理後の引張強さ) - (予変形処理前の引張強さ) を意味する。

【 0 0 0 3 】

記

(A) 歪量 : 5 %

(B) 170 ℃の温度に20分保持

【 0 0 0 4 】

【従来の技術】

自動車の車体用素材には、多くの薄鋼板が適用されているが、優れた成形性が要求される用途にはこれまで冷延鋼板が使われていた。しかし、鋼組成（化学成分系）の調整および熱間圧延条件の最適化により、高成形性（高加工性）熱延鋼板が製造できるようになり、該熱延鋼板の自動車車体用素材への用途が拡大しつつある。

【 0 0 0 5 】

昨今の地球環境問題からの排出ガス規制に関連し、車体重量の軽減は極めて重要な課題である。車体重量軽減のためには鋼板を高張力化して鋼板板厚を低減することが有効である。しかし、高張力化・薄肉化の対象となる自動車部品を考えると、これらの部品ではその役割に応じて課されるパフォーマンスが必要十分に発揮されねばならない。かかるパフォーマンスとしては、例えば曲げ、ねじり変形に対する静的強度、疲労強度、耐衝撃特性などがある。したがって、適用される高張力鋼板は、成形加工後に、かかる特性にも優れる必要がある。

【 0 0 0 6 】

一方、部品を作る過程においては、鋼板に対してプレス成形が行われるが、鋼板の強度が高すぎると、

- ・形状凍結性が劣化する、
- ・延性が劣化するため成形時に割れやネッキングなどの不具合を生ずる、
- ・耐デント性（局所的な圧縮荷重負荷により生ずる凹みに対する耐性）が劣化する、

といった問題が生じ、これらの問題が自動車車体への高張力鋼板の適用拡大を阻んでいた。

【0007】

これを打開するための手法として、例えば外板パネル用の冷延鋼板では、例えば極低碳素鋼を素材とし、最終的に固溶状態で残存するC量を適正範囲に制御する鋼板製造技術が知られている。この技術は、プレス成形後に行われる170℃×20分程度の塗装焼付け工程で起こる歪時効硬化現象を利用することで、成形時は軟質に保って形状凍結性、延性を確保し、成形後は歪時効硬化によるYS（降伏応力）上昇をえて耐デント性を確保しようとするものである。しかし、この技術では、表面欠陥となるストレッチャーストレインの発生を防止する観点から、そのYS上昇量は低く抑えられ、実際の鋼板の薄肉化に寄与するところは小さいという難点があった。

【0008】

一方、外観があまり問題にならない用途に対しては、固溶Nを用いて焼付け硬化量をさらに増加させた鋼板（特公平7-30408号公報）や、組織をフェライトとマルテンサイトからなる複合組織とすることで焼付け硬化性をよりいっそう向上させた鋼板（特公平8-23048号公報）が提案されている。

しかし、これらの鋼板では、塗装焼付け後にYSが上昇し従来になかった高い焼付け硬化量を得られるものの、TS（引張強さ）までは大きく上昇させることはできず、成形後の耐疲労特性、耐衝撃特性の向上が期待できない。このため、耐疲労特性、耐衝撃特性等が要求される用途への適用ができないという問題が残されていた。また、降伏応力YSの増加量が大きくばらつくなど機械的性質の変動も大きいため、現在要望されている自動車部品の軽量化に寄与できるほどの鋼板の薄肉化が期待できないという問題もあった。

【0009】

また、従来は単に引張試験結果のみを基に焼付け硬化性を評価していた。しかし、本発明者らの検討によれば、従来鋼板では引張試験により所望の焼付け硬化性を有すると評価されたものであっても実プレス条件に沿って塑性変形させたときの強度に大きなばらつきが存在し、信頼性を要求される部品に適用するには必

ずしも十分とはいえない。

【 0 0 1 0 】

さらに、とくに薄肉化を達成するために板厚2.0 mm以下の薄鋼板を製造する場合には、鋼板の形状が大きく乱れるため、プレス成形が著しく困難になるという問題もあった。

【 0 0 1 1 】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記した従来技術の限界を打破し、高い成形性と安定した品質特性を有するうえ、自動車部品に成形したのちに十分な自動車部品強度が得られ、自動車車体の軽量化に十分に寄与できる、特に歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供することを目的とする。

【 0 0 1 2 】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記課題を解決するために成分および製造法を種々変えて鋼板を製造し、多くの材質評価実験を行った。その結果、高加工性が要求される分野では従来あまり積極的に利用されることがなかったNを強化元素として、かかる強化元素の作用により発現する大きな歪時効硬化現象を有利に活用することにより、成形性の向上と成形後の高強度化とを容易に両立させることを知見した。

【 0 0 1 3 】

さらに、本発明者らは、Nによる歪時効硬化現象を有利に活用するためには、Nによる歪時効硬化現象を自動車の塗装焼付け条件、あるいはさらに積極的に成形後の熱処理条件と有利に結合させる必要があり、このために、熱延条件を適正化して鋼板の結晶粒径と固溶N量とをある範囲に制御することが有効であることを見いだした。また、Nによる歪時効硬化現象を安定して発現させるためには、組成の面で、特にAl含有量をN含有量に応じて制御することが重要であることも見いだした。

【 0 0 1 4 】

また、特に組織を微細なフェライト主相中にマルテンサイト相が分散した2相



組織とすることにより、高強度でかつ歪時効硬化特性に優れた鋼板の延性をさらに向上させうることを見いだした。そして、組織と固溶Nを上述のように適正化した鋼板では、引張試験による焼付硬化性の評価値が従来鋼板よりも高位にあるのみならず、実プレス条件に沿って塑性変形させたときの強度のばらつきが小さく、安定した部品強度特性が得られることがわかった。

## 【 0 0 1 5 】

また、自動車車体用の熱延薄鋼板には、当然ながら、厳しい形状・寸法精度が要求される。この要求に応えうる手段を検討し、その結果、熱間圧延工程において、一部で実用化されている連続圧延技術を適用することにより、形状・寸法精度が大幅に向上し、さらに、被圧延材を部分的に加熱あるいは冷却して幅方向、長手方向の温度分布を均すことにより、材質ばらつきを大幅に低減できることがわかった。

## 【 0 0 1 6 】

本発明は、これらの知見に基づいてなされたものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

- (1) 質量%で、C : 0.15%以下、 Si : 2.0 %以下、  
Mn : 3.0 %以下、 P : 0.08%以下、  
S : 0.02%以下、 Al : 0.02%以下、  
N : 0.0050~0.0250%

を含み、N (質量%) / Al (質量%) が0.3 以上、固溶状態のNが0.0010%以上になり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、平均結晶粒径 $10\mu\text{m}$ 以下のフェライト相を面積率で70%以上含み、かつマルテンサイト相を面積率で5%以上含む組織とを有することを特徴とする、BH : 80MPa 以上、 $\Delta\text{TS}$  : 40MPa 以上になる歪時効硬化特性に優れた引張強さ440MPa以上の高張力熱延鋼板。

## 【 0 0 1 7 】

(2) 前記組成が、質量%で下記a群~d群の1群または2群以上を含むことを特徴とする(1)記載の鋼板。

## 記

a群 : Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 % 以下

c 群 : B を 0.0030% 以下

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010~0.010 %

(3) 前記高張力熱延鋼板が板厚 4.0 mm 以下のものである (1) または (2) に記載の鋼板。

【 0 0 1 8 】

(4) 質量%で、C : 0.15% 以下、 Si : 2.0 % 以下、

Mn : 3.0 % 以下、 P : 0.08% 以下、

S : 0.02% 以下、 Al : 0.02% 以下、

N : 0.0050~0.0250% を含み、

あるいはさらに必要に応じて下記 a 群~d 群の 1 群または 2 群以上を含み、N (質量%) / Al (質量%) が 0.3 以上になる組成を有する鋼スラブを 1000℃ 以上に加熱した後に、粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延出側温度を 800 ℃ 以上として仕上圧延後、0.5 秒以内に 20℃/s 以上の冷却速度で冷却して 450 ℃ 以下で巻取することを特徴とする、B H : 80MPa 以上、Δ T S : 40MPa 以上になる歪時効硬化性に優れた引張強さ 440MPa 以上の高張力熱延鋼板の製造方法。

【 0 0 1 9 】

記

a 群 : Cu、Ni、Cr、Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 1.0 % 以下

b 群 : Nb、Ti、V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.1 % 以下

c 群 : B を 0.0030% 以下

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010~0.010 %

(5) 巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方により伸び率 1.5 ~10% の加工を行うことを特徴とする (4) 記載の方法。

【 0 0 2 0 】

【発明の実施の形態】

まず、本発明における鋼の組成について説明する。なお、以下各成分元素の含有量 (%) は全て質量% を意味する。

C : 0.15% 以下

Cは、鋼板の強度を増加する元素であり、所望の強度を確保する観点から、0.005 %含有するのが好ましい。さらに、フェライトを微細化しかつ十分な量のマルテンサイトを第2相として得るには0.03%以上の添加が望ましい。一方、Cが0.15%を超えると、鋼中の炭化物の分率が過大となって鋼板の延性が顕著に悪化するため、成形性の観点から好ましくないばかりか、より重大なことには、スポット溶接性、アーク溶接性などが顕著に低下し、さらには比較的幅が広く板厚が薄い鋼板の熱間圧延において、特にオーステナイト低温域以下で変形抵抗が顕著に増加し、圧延荷重が急上昇する現象が確認された。この変形抵抗増加現象は、とくに薄物の熱延鋼板に関わる本発明鋼板の製造を困難にする。よって、Cは0.15%以下とする。なお、成形性向上の観点からは0.10%以下が好ましく、特に良好な延性が重要となる用途に対しては0.08%以下がさらに好ましい。

#### 【0021】

Si : 2.0 %以下

Siは、鋼の延性を顕著に低下させることなく鋼板を高強度化させる有用な元素であるが、その反面、 $Ar_3$  変態点を大きく上昇させるため、仕上圧延時に多量のフェライト相を生じさせてしまい易くなる。あるいはまた、表面性状、表面の美麗性を損なうなど好ましくない働きもする。前記高強度化効果を顕著に得るにはSi : 0.1 %以上が好ましい。また、Siが2.0 %以下であれば、併合添加するMnの量を調整することで変態点の顕著な上昇を抑制することができ、また、良好な表面性状も確保できる。よって、Siは2.0 %以下とする。なお、TS500MPa超級で高延性を確保したい場合は、強度と延性のバランスの観点から、0.3 %以上が好ましい。

#### 【0022】

Mn : 3.0 %以下

Mnは、 $Ar_3$  変態点を下げる働きがあり、前記のようなSiの変態点上げ作用に対抗させうるほか、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、熱間割れ防止の観点からはS量に応じて添加するのが好ましい。また、Mnは結晶粒を微細化する効果があり、さらに第2相としてマルテンサイト分率を増加させるという特に好ましい効果があるため、積極的に添加して材質改善に利用することが望ましい。

。S を安定して固定する観点からはMnは0.2 %程度以上の添加が望ましく、さらにT S 500MPa級の強度要求に対しては1.2 %以上、就中1.5 %以上が好ましい。Mn量をこのレベルまで高めると、熱延条件の変動に対する鋼板の機械的性質および歪時効硬化特性のばらつきが低減するので、品質安定化に効果的である。

## 【 0 0 2 3 】

しかし、Mnが3.0 %を超過すると、詳細な機構は不明であるが、鋼板の熱間変形抵抗が増加する傾向があり、また、溶接性や溶接部成形性にも悪化の傾向が現れ、そればかりか、フェライトの生成が顕著に抑制されるため延性が劣化するため、Mnは3.0 %以下に限ることとした。なお、より良好な耐食性と安定した成形性が要求される用途では、2.5 %以下が望ましい。

## 【 0 0 2 4 】

また、とくに板厚が薄い製品では、品質・形状が変態点の変動によって敏感に変わるため、Mnの変態点下げ作用とSiの変態点上げ作用をより厳密にバランスさせることが肝腎であり、この観点から、自動車車体用の板厚4.0mm 程度以下の範囲では、Mn/Si (Mn量とSi量の比) を3以上とするのが好ましい。

P : 0.08%以下

P は、鋼の固溶強化元素として有用であるが、過度に含有すると鋼を脆化させ、さらに鋼板の伸びフランジ加工性を悪化させ、また、鋼中で偏析する傾向が強いためそれに起因した溶接部の脆化をもたらすことから、0.08%以下とした。なお、伸びフランジ加工性や溶接部靱性が特に重要視される場合は0.04%以下が好ましい。

## 【 0 0 2 5 】

S : 0.02%以下

S は、介在物として存在し、鋼板の延性を劣化させ、さらに耐食性の劣化をももたらす元素なので、0.02%以下に制限する。特に良好な加工性が要求される用途においては、0.015 %が望ましい。就中、S 量に特に敏感な伸びフランジ性の要求レベルが高い場合は、0.008 %以下が好ましい。また、詳細な機構は不明であるが、S を0.008 %以下まで低減すると、熱延鋼板の歪時効硬化特性の高位安定化傾向が強まるため、この点からも0.008 %以下が好ましい。

## 【 0 0 2 6 】

Al : 0.02%以下

Al添加量の抑制は本発明において特に重要である。Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素であり、鋼の組織微細化のためにも添加が望ましい元素である。しかし、本発明では、過剰のAl添加は表面性状の悪化につながり、また固溶Nを確保し難くする。さらに、必要最低限のTS 440MPaを確保するのが困難となる。また、固溶Nを確保できたとしても、Alが0.02%を超えると、製造条件の変動による歪時効硬化特性のバラツキが大きくなる。そのため、Alは0.02%以下に制限される。なお、材質安定性の観点からは、0.001 ~ 0.015 %がより好ましい。

## 【 0 0 2 7 】

N : 0.0050~0.0250%

Nは、本発明において最も重要な成分元素である。すなわち、Nを適量添加して製造条件を制御することにより、母板（熱延ままの状態）で固溶状態のNを必要かつ十分な量だけ確保することができ、それによって固溶強化と歪時効硬化での強度（YS, TS）上昇効果が十分に発揮され、TS 440MPa以上、BH 80MPa以上、 $\Delta$ TS 40MPa 以上という本発明鋼板の機械的性質要件を安定して満足することができる。また、Nには鋼の $Ar_3$  変態点を下げる働きもあり、薄物で $Ar_3$  変態点を大きく割り込んだ圧延が忌避される状況下での操業安定化にも有用である。

## 【 0 0 2 8 】

Nが0.0050%未満では、上記の強度上昇効果が安定して現れにくい。一方、Nが0.0250%を超えると、鋼板の内部欠陥発生率が高くなるとともに、連続鋳造時のスラブ割れなどが多発するようになる。よって、Nは0.0050~0.0250%とした。就中、製造工程全体を考慮した材質の安定性・歩留り向上の観点からは、0.0070~0.0170%がより好ましい。なお、本発明範囲内のN量であれば、溶接性への悪影響は全くない。

## 【 0 0 2 9 】

固溶状態のN : 0.0010%以上

母板で十分な強度が確保され、さらにNによる歪時効硬化が十分に発揮されるには、鋼中に固溶状態のN（固溶Nと略記される）が0.0010%以上の量（濃度）で存在する必要がある。ここで、固溶N量は、鋼中の全N量から析出N量を差し引いて求める。また、析出N量の分析法としては、本発明者らが種々の分析法を比較検討した結果によれば、電解抽出を用いた分析法が最適である。この分析法は、アセチルアセトンを経媒として、定電位電解により地鉄を溶解して、抽出した残渣について化学分析によりN量を求めるものである。

## 【 0 0 3 0 】

なお、より高位のBH、 $\Delta TS$ を達成するには、固溶Nは0.0030%以上、さらに高位の場合は、0.0050%以上が好ましい。

$N/Al$ （N量とAl量の比）：0.3 以上

前述のように、製造条件の変動によらず安定して固溶Nを0.0010%以上残すには、Nを強力に固定する元素であるAlの量を制限する必要がある、Alを0.02%以下とする必要がある。本発明の組成範囲内でN量とAl量の組合せを広範囲に変えた鋼について熱延後の固溶Nが安定して0.0010%以上になる条件を探索した結果、かかる条件には、 $N/Al$ を0.3 以上として、仕上圧延後の冷却条件および巻取温度条件を後述する範囲とする必要があることがわかった。したがって、Al量は $N/0.3$  以下に制限される。

## 【 0 0 3 1 】

a群：Cu、Ni、Cr、Moの1種または2種以上を合計で1.0 %以下

a群の元素Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも鋼板の強度上昇に寄与するので適宜単独または複合添加することができる。とくに本発明ではマルテンサイト相の生成に利用できる。しかし、量が多すぎると熱間変形抵抗の増加、化成処理性や広義の表面処理特性の悪化、溶接部の硬化に由来する溶接部成形性の劣化などをもたらすので、a群は総量で1.0 %以下が好ましい。

## 【 0 0 3 2 】

b群：Nb、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.1 %以下

b群の元素Nb、Ti、Vは、いずれも結晶粒径の微細化・均一化に寄与するので適宜単独または複合添加することができる。しかし、量が多すぎると熱間変形抵

抗の増加、化成処理性や塗装性などの広義の表面処理特性の悪化などをもたらすので b 群は総量で 0.1 % 以下が好ましい。

【 0 0 3 3 】

c 群 : B を 0.0030% 以下

c 群の元素 B は、鋼の焼入れ性を向上させる効果があるので、フェライト以外の組織相をマルテンサイトからなる低温変態相にして鋼の強度を増加させる目的で適宜添加することができる。しかし、量が多すぎるとスラブ割れの危険性が顕著に増加する等の問題をもたらすので B は 0.0030% 以下が好ましい。

【 0 0 3 4 】

d 群 : Ca、REM の 1 種または 2 種を合計で 0.0010~0.010 %

d 群の元素 Ca、REM はそれぞれ介在物形態制御に役立つものであり、特に伸びフランジ成形性の要求がある場合、単独または複合添加するのが好ましい。その場合、総量 0.0010% 未満では制御効果に乏しい。一方、総量が 0.010 % を超えると表面欠陥の発生が目立つようになる。よって、d 群は総量で 0.0010~0.010 % が好ましい。

【 0 0 3 5 】

次に、鋼板の組織および機械的性質について説明する。

フェライト相の面積率 : 70% 以上

フェライト相の面積率が 70% 未満の組織では、高度な加工性が要求される自動車用鋼板として必要な延性を確保することが困難となるので、フェライト相の面積率は 70% 以上でなければならない。さらに良好な延性が要求される場合は、前記面積率は 80% 以上が好ましい。ここで、フェライトとしては通常の意味のフェライト（ポリゴナルフェライト）のみならず、炭化物を含まないベイニティックフェライト、アシキュラーフェライトをも含むものとする。

【 0 0 3 6 】

フェライト相の平均結晶粒径 : 10  $\mu$  m 以下

本発明では結晶粒径として、断面組織写真から ASTM に規定の求積法により算出した値と、同じく切断法により求めた公称粒径（例えば梅本ら：熱処理 24（1984）334 参照）のうち、いずれか大きい方を採用する。

本発明では、良好な特性を得るため母板で固溶Nを確保するが、本発明者らの実験・検討結果によれば、固溶N量を一定に保ってもフェライト相の平均結晶粒径が $10\mu\text{m}$ を超えると歪時効硬化特性に大きなばらつきが生じる。この理由は、詳細な機構は不明であるが、結晶粒界への合金元素の偏析と析出、さらにはこれらに及ぼす加工、熱処理の影響に関するものと推定されるが、理由はどうか、歪時効硬化特性の安定化を図るには、フェライト相の平均結晶粒径は $10\mu\text{m}$ 以下とする必要がある。なお、BHおよび $\Delta TS$ のさらなる高位安定化の観点からは、前記平均結晶粒径は $8\mu\text{m}$ 以下が好ましい。

## 【0037】

マルテンサイト相（M相）面積率：5%以上

マルテンサイト相の存在も本発明の重要な要件の一つである。本発明では、組織中にM相を面積率で5%以上含有するものとする。これにより高強度でかつBH、 $\Delta TS$ が高いにもかかわらず良好な延性を有するものとなる。M相面積率が5%未満ではこの効果は得られない。また、面積率で5%以上のマルテンサイト相の存在により、延性の改善のみならず、降伏比 $=YS/TS$ の低下がもたらされ、とくに微小な歪域での加工の場合に形状凍結性の改善効果等が顕著となる。一方、M相面積率が30%を超えると強度の増加は顕著となるものの、延性の低下も顕著となり、低降伏比という特徴も乏しくなるため、M相面積率は30%以下が好ましい。なお、延性と低降伏比の観点から、より好ましくは7~20%である。

## 【0038】

また、本発明鋼板では、フェライトおよびマルテンサイトの他、面積率で数%程度であれば、ベイナイト、パーライトなどの相が組織中に含まれていてもよい。

引張強さ（TS）：440MPa以上

TSが440MPaを下回る鋼板では、構造部材的な要素をもつ部材に広く適用することができないため、TSは440MPa以上とした。さらに適用範囲を拡げるにはTS500MPa以上が望ましい。

## 【0039】

歪時効硬化特性について



予変形処理条件：歪量 5 %

歪時効硬化特性を規定する場合、予変形処理の歪量が重要な因子となる。本発明者らは、自動車用鋼板が受ける加工での変形様式を想定して、歪時効硬化特性に及ぼす歪量の影響について調査し、その結果、①前記変形様式における変形応力は、極めて深い絞り加工の場合を除き、概ね 1 軸相当歪（引張歪）量で整理できること、②実部品ではこの 1 軸相当歪量が概ね 5 % を上回っていること、③部品強度（実部品の静的強度）が、予歪 5 % の歪時効処理後に得られる強度（Y S , T S）と良く対応することを突き止めた。この知見をもとに、本発明では、予変形処理の歪量を 5 % に定めた。

【 0 0 4 0 】

時効処理条件：温度（加熱温度）170 ℃×時間（保持時間）20分

従来の塗装焼付け処理条件は、170 ℃×20分が標準として採用されている。このため、170 ℃×20分を時効処理条件に定めた。なお、多量の固溶 N を含む本発明鋼板に 5 % 以上の歪が加わる場合は、より緩やかな（低温側の）処理でも硬化が達成され、言い換えれば時効条件をより幅広くとることも可能である。また、一般に、硬化量を稼ぐには、軟化させない限りにおいて、より高温により長時間保持することが有利である。

【 0 0 4 1 】

具体的に述べると、本発明鋼板では、予変形処理後に硬化が顕著となる加熱温度の下限は概ね 100 ℃である。一方、加熱温度が 300 ℃を超えると硬化が頭打ちとなり、逆にやや軟化する傾向が現れるほか、熱歪やテンパーカラーの発生が目立つようになる。

また、保持時間については、加熱温度 200 ℃程度のとき概ね 30 秒程度以上とすれば略十分な硬化が達成される。さらに大きな安定した硬化を得るには保持時間 60 秒以上が好ましい。しかし、20 分を超える保持では、さらなる硬化を望みえないばかりか、生産効率も著しく低下して実用面では不利である。

【 0 0 4 2 】

以上のことから、本発明鋼を使用する際には、加工の後に、時効処理条件の加熱温度を 100 ～ 300 ℃、保持時間を 30 秒～20 分とすることが好ましい。本発明で

は、従来の塗装焼付け型鋼板では十分な硬化が達成されない低温加熱・短時間保持の時効処理条件下でも、大きな硬化が得られるという利点をも有する。なお、加熱の仕方はとくに制限されず、通常の塗装焼付けに採用されている炉による雰囲気加熱のほか、たとえば誘導加熱や、無酸化炎、レーザー、プラズマなどによる加熱などのいずれも好ましく用いうる。

## 【 0 0 4 3 】

B H : 80MPa 以上、 $\Delta T S$  : 40MPa 以上

自動車用の部品強度は外部からの複雑な応力負荷に抗しうることがあり、それゆえ素材鋼板では小さな歪域での強度特性だけでなくより大きな歪域での強度特性も重要となる。本発明者らはこの点に鑑み、自動車部品の素材となすべき本発明鋼板の B H を 80MPa 以上に制限するとともに、 $\Delta T S$  を 40MPa 以上に制限した。なお、より好ましくは、B H では 100MPa 以上、 $\Delta T S$  では 50MPa 以上である。B H と  $\Delta T S$  をより大きくするには、時効処理の加熱温度をより高温側に、および／または、保持時間をより長時間側に、設定すればよい。

## 【 0 0 4 4 】

また、本発明鋼板には、成形加工後に、加熱による加速時効（人工的な時効）を行わずとも、室温で放置しておくだけで、最低限でも完全時効時の 40% 程度に相当する強度増加が期待でき、しかも、一方において、成形加工されない状態では、室温でおおむね 6 ヶ月以上という長時間放置されても時効劣化（Y S が増加しかつ E 1（伸び）が減少する現象）は起こらないという、従来にない利点が備わっている。

## 【 0 0 4 5 】

ところで、本発明の効果は製品板厚が比較的厚い場合でも発揮されうるが、製品板厚が 4.0mm を超える場合は、鋼板製造段階の塑性加工（圧延加工）の面で変形抵抗に対する規制がそれほど厳しくないことに加え、自動車用鋼板の用途ではその量が少なくなるため、本発明の優位性が目立たなくなる。したがって、本発明鋼板は、板厚 4.0 mm 以下のものが好ましい。

## 【 0 0 4 6 】

また、本発明では、(1) ～ (3) の鋼板に電気めっきまたは溶融めっきを施

したものも、めっき前と同程度のTS、BH、 $\Delta TS$ を有する。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、熔融亜鉛めっき、合金化熔融亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっき等、いずれも好ましく適用しうる。

次に、本発明鋼板の製造方法について説明する。

【0047】

本発明鋼板は、基本的に、本発明範囲内の組成になる鋼スラブを加熱後粗圧延してシートバーとなし、該シートバーを仕上圧延後、冷却して巻き取る熱延工程により製造される。スラブは、成分のマクロな偏析を防止すべく連続鑄造法で製造することが望ましいが、造塊法、薄スラブ連鑄法で製造してもよい。また、スラブを製造後いったん室温まで冷却して再度加熱する通常プロセスのほか、冷却せず温片のままで加熱炉に挿入する、あるいは僅かの保熱を行った後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。とくに、固溶状態のNを有効に確保するには、直送圧延は有用な技術の一つである。

【0048】

熱延条件は以下のように規定される。

スラブ加熱温度：1000℃以上

初期の固溶N量を確保して製品固溶N量の目標（0.0010%以上）を満たすには、スラブ加熱温度（SRTと記す）を1000℃以上とする。なお、酸化重量の増加に伴うロスの増大を避ける観点からはSRTは1280℃以下が好ましい。

【0049】

加熱後のスラブをシートバーにする粗圧延は常法により行えばよい。

粗圧延後は、シートバーに仕上圧延を施す。なお、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延することが好ましい。接合手段としては、熔融圧接法、レーザ溶接法、電子ビーム溶接法などを適宜に用いうる。

【0050】

これにより、仕上圧延およびその後の冷却において形状の乱れを生じやすい非定常部（被処理材の先端部および後端部）の存在割合が減少し、安定圧延長さ（

同一条件で圧延できる連続長さ) および安定冷却長さ (張力をかけたまま冷却できる連続長さ) が延長して、製品の形状・寸法精度および歩留りが向上する。

また、従来のシートバー毎の単発圧延では通板性や噛込み性の問題により実施が難しかった薄物・広幅に対する潤滑圧延が容易に実施できるようになり、圧延荷重およびロール面圧が低減してロール寿命が延長する。

#### 【0051】

また、本発明では、粗圧延と仕上圧延の間で、シートバー幅端部を加熱するシートバーエッジヒータ、シートバー長さ端部を加熱するシートバーヒータのいずれか一方または両方を使用して、シートバーの幅方向および長手方向の温度分布を均一化することが好ましい。これにより、鋼板内の材質ばらつきをさらに小さくすることができる。シートバーエッジヒータ、シートバーヒータは誘導加熱方式のものが好ましい。

#### 【0052】

使用手順は、まずシートバーエッジヒータにより幅方向の温度差を補償することが望ましい。このときの加熱量は、鋼組成などにもよるが、仕上圧延出側での幅方向温度範囲が概ね20℃以下となるように設定するのが好ましい。次いでシートバーヒータにより長手方向の温度差を補償する。このときの加熱量は、長さ端部温度が中央部温度よりも20℃程度高くなるように設定するのが好ましい。

#### 【0053】

仕上圧延出側温度：800℃以上

仕上圧延では、鋼板の組織を均一かつ微細に整えるために、仕上圧延出側温度 (FDTと記す) を800℃以上とする。FDTが低いことは、フェライトの生成を促すという点で好ましいが、FDTが800℃を下回ると仕上圧延温度が低くなりすぎて組織が不均一となり、一部に加工組織が残留したりして、プレス成形時に種々の不具合を発生する危険性が高まる。かかる加工組織の残留は、高温巻取により回避できるが、高温巻取を行うと粗大粒が発生して強度が低下し、また固溶N量も大きく低下するため、目標TS440MPaを得ることが困難となる。なお、機械的性質をさらに改善させるには、FDTは820℃以上が望ましい。

#### 【0054】

また、とくに仕上圧延において、熱間加工時に荷重を低減するために潤滑圧延を行うことは、形状・材質の均一化のために有効である。その場合、摩擦係数は0.25～0.10の範囲が好ましく、さらに、前述の連続圧延との併合実施が、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

圧延後の冷却：圧延後0.5 秒以内に開始する冷却速度20℃/s以上の水冷

圧延終了後は、直ちに（概ね0.5 秒以内に）冷却を開始し、該冷却は平均冷却速度20℃/s以上の急冷とする必要がある。この要件が満足されないと、粒成長が進みすぎて結晶粒径の微細化が達成されず、また、圧延で導入された歪エネルギーによるAlN の析出が進みすぎて固溶N量が欠乏する。なお、材質・形状の均一性を確保する観点からは、平均冷却速度は300 ℃/s以下が好ましい。

#### 【 0 0 5 5 】

また、冷却パターンについては、通常行われるように連続的に冷却してもよいし、特に冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を制御し、組織の2相分離を有利に達成するためには、700 ～800 ℃の温度域にて10℃/s以下の徐冷（急冷の中断）を1～5秒程度執り行うことも有効である。ただし、該徐冷後は再び20℃/s以上で急冷する必要がある。

#### 【 0 0 5 6 】

巻取温度：450 ℃以下

巻取温度（CTと記す）の低下につれて鋼板強度は増加し、CT450 ℃以下で組織微細化とM相面積率5%以上が達成されて目標TS440MPa以上が得られるようになるため、CTは450 ℃以下とする。さらに、安定してM相を得るためには400 ℃/s以上が好ましい。なお、CTが100 ℃を下回ると鋼板形状が乱れやすくなり、実使用上の不具合を生じる危険性が高まるので、CTは100 ℃以上が望ましい。また、材質均一性の面からはCT150 ℃以上が望ましい。

#### 【 0 0 5 7 】

さらに、本発明では、巻取後、スキンプス圧延、レベラ加工のいずれか一方または両方により伸び率1.5 ～10%の加工（熱延後加工）を行うことが好ましい。ここに、スキンプス圧延での伸び率は圧下率と同値である。

スキンプス圧延やレベラ加工は、通常は粗度調整や形状矯正のために行われる

が、本発明では、そのみならず、BH、 $\Delta TS$ をさらに増大かつ安定化させる効果がある。この効果は伸び率略1.5 %以上で顕現するが、一方、伸び率10%超では延性が劣化する。よって、熱延後加工は伸び率1.5 ~10%の範囲で行うのが望ましい。なお、スキンプス圧延とレベラ加工とでは加工様式が相異なる（前者は圧延、後者は反復曲げ伸ばし）が、両者の伸び率は、本発明鋼板の歪時効硬化特性に対する影響の度合いが略同等である。また、本発明では、熱延後加工の前あるいは後に酸洗を行ってもかまわない。

【0058】

【実施例】

表1に示す組成になる鋼を転炉で溶製し、連続鑄造によりスラブとなし、該スラブを表2に示す条件で熱間圧延して熱延鋼板を得た。得られた熱延鋼板について、固溶N、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、および、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上度を調査した。

【0059】

固溶N量は、前記した方法により測定した。

微視組織は、C断面（圧延方向に直交する断面）の板厚中心部について、腐食現出組織の拡大像を画像解析して調査した。

引張特性と歪時効硬化特性の調査に係る引張試験は、JIS5号試験片を用いJISZ2241に準拠した方法で行った。

【0060】

歪時効処理条件は、予歪量：5 %、時効処理条件：170℃×20分とした。

耐疲労特性は、JISZ2273に準拠した引張疲労試験による疲労限で評価した。

耐衝撃特性は、「Journal of the Society of Materials Science Japan. 47, 10(1998)1058」に記載の高速引張試験方法に準拠して歪速度2000/sで測定した応力-歪曲線について、応力を歪0~30%の範囲で積分して求めた吸収エネルギーで評価した。

【0061】

結果を表3に示す。本発明例では、比較例よりも格段に高いBH、 $\Delta TS$ を呈

し、また、歪時効処理による耐疲労特性、耐衝撃特性の向上代も比較例に比べて大きい。

【0062】

【表1】

鋼 No	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	N %	N/Al	その他 %
1	0.07	0.25	1.80	0.015	0.003	0.012	0.0105	0.88	-
2	0.05	0.50	1.60	0.008	0.002	0.008	0.0150	1.88	-
3	0.08	0.15	2.00	0.010	0.002	0.011	0.0095	0.86	-
4	0.05	0.35	1.75	0.005	0.002	0.011	0.0120	1.09	Mo:0.15
5	0.05	0.45	1.65	0.045	0.001	0.007	0.0123	1.76	-
6	0.05	0.15	2.00	0.008	0.001	0.004	0.0140	3.50	Ti:0.015
7	0.03	0.15	2.00	0.008	0.001	0.011	0.0140	1.27	Nb:0.015, B:0.0008
8	0.05	0.15	1.55	0.004	0.003	0.011	0.0121	1.10	Ni:0.05
9	0.05	0.15	1.61	0.008	0.002	0.005	0.0118	2.36	Cu:0.10, Ni:0.05
10	0.07	0.25	1.80	0.015	0.003	0.055	0.0042	0.08	-
11	0.08	0.35	1.55	0.009	0.002	0.012	0.0135	1.12	Mo:0.50
12	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0140	3.50	Cu:0.15

(残部Feおよび不可避免的不純物)

【0063】

【表 2】

〔表 1 - 2〕

鋼 No.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	N %	N/Al	その他 %
13	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0145	3.63	V:0.015
14	0.05	0.15	1.77	0.007	0.002	0.004	0.0142	3.55	Cr:0.15, Ti:0.015
15	0.06	0.15	1.78	0.005	0.002	0.004	0.0141	3.53	Nb:0.015, V:0.015
16	0.04	0.15	1.82	0.004	0.002	0.004	0.0139	3.48	Ni:0.05, Ti:0.015
17	0.05	0.15	1.81	0.005	0.002	0.004	0.0141	3.53	Cu:0.10, B:0.0030
18	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0140	3.50	Ca:0.0015
19	0.04	0.15	1.78	0.007	0.002	0.004	0.0141	3.53	Cu:0.10, Ca:0.0020
20	0.05	0.15	1.77	0.005	0.002	0.004	0.0140	3.53	Nb:0.020, REM:0.0020
21	0.05	0.15	1.81	0.006	0.002	0.004	0.0140	3.50	B:0.0003
22	0.05	0.15	1.80	0.007	0.002	0.004	0.0140	3.50	B:0.0002, REM:0.0020
23	0.04	0.15	1.79	0.007	0.002	0.004	0.0141	3.53	Cr:0.10, Nb:0.02 B:0.0003, Ca:0.0015
24	0.08	0.15	2.00	0.010	0.002	0.016	0.0050	0.31	-

(残部Feおよび不可避免的不純物)

【0 0 6 4】



【表 3】

〔表 2 - 1〕

鋼板 No	鋼 No	S R T ℃	F D T ℃	板厚 mm	$\Delta t$ s	V ℃/s	C T ℃	その他
A	1	1180	880	2.3	0.3	55	280	—
B	2	1180	880	2.3	0.3	55	400	—
C	3	1170	880	2.3	0.3	55	380	—
D	4	1200	890	1.6	0.3	60	380	—
E	5	1220	890	1.6	0.3	60	400	JCR
F	6	1200	890	1.6	0.3	60	325	—
G	7	1220	870	1.6	0.3	60	280	—
H	8	1270	870	1.6	0.3	60	250	—
I	9	1250	850	1.8	0.2	60	320	HCR
J	10	1250	850	1.8	0.2	60	350	—
K	1	1270	850	1.8	0.2	60	350	—
L	1	1250	850	1.4	0.2	70	290	LV
M	1	1250	850	1.4	0.2	70	320	—
N	1	1250	850	1.4	0.2	70	560	—
O	1	950	720	1.4	0.2	70	350	—
P	11	1180	880	2.0	0.2	50	350	SK

S R T : スラブ加熱温度  
 F D T : 仕上圧延出側温度  
 C T : 巻取温度  
 $\Delta t$  : 冷却遅れ時間  
 V : 平均冷却速度

HCR : スラブを温片 (900 ℃以上) で  
 加熱炉に挿入  
 JCR : シート- 接合・連続圧延  
 LV : 巻取後、レベラ加工 (伸び率 2 %)   
 SK : 巻取後、スキンプラス圧延 (圧下率 1.0 %)

【 0 0 6 5】

【表 4】

〔表 2 - 2〕

鋼板 No	鋼 No	S R T ℃	F D T ℃	板厚 mm	$\Delta t$ s	V ℃/s	C T ℃	その他
Q	11	1180	880	2.0	2.0	55	360	—
R	11	1180	880	2.0	0.2	10	350	—
S	12	1200	885	1.6	0.3	55	250	—
T	13	1220	890	1.6	0.3	60	350	—
U	14	1220	900	1.6	0.2	55	300	—
V	15	1220	885	1.6	0.3	55	300	—
W	16	1200	895	1.6	0.3	55	300	—
X	17	1200	890	1.6	0.3	55	280	—
Y	18	1220	900	1.6	0.3	60	250	—
Z	19	1200	905	1.6	0.3	55	280	—
AA	20	1220	910	1.6	0.3	50	250	—
AB	21	1180	910	1.6	0.2	55	250	—
AC	22	1180	910	1.6	0.3	60	280	—
AD	23	1200	900	1.6	0.2	65	250	—
AE	24	1210	890	1.6	0.4	40	320	—

S R T : スラブ加熱温度  
F D T : 仕上圧延出側温度  
C T : 巻取温度  
 $\Delta t$  : 冷却遅れ時間  
V : 平均冷却速度

HCR : スラブを温片 (900 ℃以上) で  
加熱炉に挿入  
JCR : シートバー 接合・連続圧延  
LV : 巻取後、レベラ加工 (伸び率 2 %)  
SK : 巻取後、スキンプラス圧延 (圧下率 1.0 %)

【 0 0 6 6 】

【表 5】

〔表 3-1〕

鋼板 No	鋼板 固溶N %	鋼板組織					鋼板引張特性				変時効硬化特性		耐疲労 特性 MPa	耐衝撃 特性	備 考
		相構成	Vα %	d μm	VM %	YS MPa	TS MPa	YR	E1 %	BH MPa	ΔTS MPa				
A	0.0080	F.M.B	81	6.9	17	403	620	0.65	32	151	85	125	1.29	本発明例	
B	0.0120	F.M.B	87	6.9	12	385	598	0.64	33	150	95	119	1.28	本発明例	
C	0.0072	F.M	79	5.7	21	415	645	0.64	30	165	90	118	1.28	本発明例	
D	0.0097	F.M	82	6.8	18	402	625	0.64	31	150	101	121	1.31	本発明例	
E	0.0105	F.M.B	86	6.8	12	395	605	0.65	31	150	92	115	1.28	本発明例	
F	0.0110	F.M	79	6.1	21	420	650	0.65	29	161	90	122	1.27	本発明例	
G	0.0085	F.M	89	6.7	11	367	565	0.65	34	150	102	119	1.29	本発明例	
H	0.0095	F.M.B	86	6.8	12	370	570	0.65	33	151	88	125	1.28	本発明例	
I	0.0085	F.M.B	85	6.6	14	391	605	0.65	32	155	105	115	1.31	本発明例	
J	0.0008	F.M.B	81	6.9	13	385	595	0.65	28	75	42	45	1.10	比較例	
K	0.0085	F.M.B	82	6.9	16	401	620	0.65	31	159	87	115	1.27	本発明例	
L	0.0087	F.M	83	6.6	17	420	630	0.67	31	160	85	120	1.28	本発明例	
M	0.0087	F.M	83	6.6	17	405	620	0.65	32	150	92	115	1.29	本発明例	
N	0.0085	F.P.B	90	8.0	0	415	530	0.78	29	72	15	51	1.09	比較例	
O	0.0045	F.B.M	97	10.9	3	395	505	0.78	34	40	10	57	1.08	比較例	
P	0.0082	F.M	85	6.8	15	342	598	0.57	32	145	88	115	1.27	本発明例	

P: フェライト, P: パーライト, B: ベイナイト, M: マルテンサイト  
 Va: フェライト相の面積率, d: フェライト相の平均結晶粒径, VM: マルテンサイトの面積率  
 耐疲労特性 = (変時効材の疲労限) - (熱延まま材の疲労限)  
 耐衝撃特性 = (変時効材の吸収エネルギー) / (熱延まま材の吸収エネルギー)

【0067】

【表 6】

(表 3-2)

鋼板 No	鋼板 固溶 N %	鋼板組織				鋼板引張特性				歪時効硬化特性		耐疲労 特性 MPa	耐衝撃 特性	備 考
		相構成	V $\alpha$ %	d $\mu$ m	VM %	YS MPa	TS MPa	YR	EI %	BH MPa	$\Delta$ TS MPa			
Q	0.0042	F.P.B.M	95	10.5	3	392	520	0.78	33	70	15	53	1.08	比較例
R	0.0032	F.P.B.M	97	10.5	2	406	520	0.78	33	65	18	55	1.09	比較例
S	0.0115	F.M	82	6.7	18	404	628	0.64	31	152	102	122	1.30	本発明例
T	0.0125	F.M.B	83	6.8	16	400	630	0.63	31	138	105	118	1.29	本発明例
U	0.0110	F.M	82	6.6	18	415	640	0.67	31	152	105	120	1.31	本発明例
V	0.0120	F.M	84	5.9	16	410	645	0.63	30	155	105	125	1.30	本発明例
W	0.0105	F.M	84	6.4	16	395	625	0.63	31	145	102	120	1.28	本発明例
X	0.0105	F.M	83	6.4	17	390	615	0.63	32	140	95	105	1.25	本発明例
Y	0.0120	F.M	84	6.2	16	370	615	0.60	31	150	98	110	1.28	本発明例
Z	0.0115	F.M	85	6.1	16	365	619	0.58	31	155	102	115	1.25	本発明例
AA	0.0120	F.M	85	5.2	15	445	649	0.68	31	168	95	125	1.32	本発明例
AB	0.0120	F.M	82	6.7	18	385	620	0.62	32	151	105	115	1.28	本発明例
AC	0.0110	F.M	83	6.8	17	380	620	0.61	32	145	105	110	1.25	本発明例
AD	0.0105	F.M	80	6.4	20	405	669	0.60	30	140	108	105	1.24	本発明例
AE	0.0010	F.M.B	87	6.9	10	365	595	0.61	33	105	72	95	1.18	本発明例

F: フェライト, P: パーライト, B: ベイナイト, M: マルテンサイト  
 V $\alpha$ : フェライト相の面積率, d: フェライト相の平均結晶粒径, VM: マルテンサイト相の面積率  
 耐疲労特性 = (歪時効材の疲労限) - (熱延まま材の疲労限)  
 耐衝撃特性 = (歪時効材の吸収エネルギー) / (熱延まま材の吸収エネルギー)

【0068】

なお、No.C, Dの鋼板に溶融亜鉛めっきを施して製造しためっき鋼板の特性は、めっき前と略同程度であった。

また、表3のNo.A (本発明鋼) およびNo.O (比較鋼) について、予歪量を

5 %とし、時効処理条件を表4に示す条件としてBHおよび $\Delta TS$ を測定した。  
表4には、この結果をあわせて示す。

【0069】

【表7】

〔表4〕

時効処理条件		A (本発明鋼)		O (比較鋼)	
熱処理温度	熱処理時間	BH (MPa)	$\Delta TS$ (MPa)	BH (MPa)	$\Delta TS$ (MPa)
100 °C	30 秒	120	60	20	3
100 °C	10 分	130	70	24	3
100 °C	20 分	135	75	25	4
300 °C	30 秒	140	65	30	5
300 °C	10 分	155	70	35	5
300 °C	20 分	160	70	40	10
170 °C	20 分	151	85	40	10

【0070】

表4より、本発明鋼No. Aは100 °C×30秒という比較的低温・短時間の時効処理条件でも、BHおよび $\Delta TS$ の値が大きい値を示す。

【0071】

【発明の効果】

本発明の高張力熱延鋼板は、組織をフェライト（粒径10 $\mu$ m以下）+マルテンサイトの2相組織とし、かつ固溶Nを適切に活用したことにより、TS440MPa以上の母板強度特性を有し、かつ、比較的低温・短時間の時効条件下での歪時効処

理後に、 $BH80\text{MPa}$  以上、 $\Delta TS40\text{MPa}$  以上を安定してクリアできる優れた歪時効硬化特性を有し、また、めっき後も同様の特性を有し、しかも形状を乱さず安価に熱延製造できて、自動車部品用鋼板の板厚を例えば $2.0\text{mm}$  程度から $1.6\text{mm}$  程度へと1～2グレード低減することができ、自動車車体の軽量化推進に大きく寄与するという優れた効果を奏する。

【書類名】 要約書

【要 約】

【課 題】 高い成形性と安定した品質特性を有するうえ、自動車部品に成形したのちに十分な自動車部品強度が得られ、自動車車体の軽量化に十分に寄与できる、歪時効硬化特性に優れた高張力熱延鋼板およびこれら鋼板を工業的に安価に、かつ形状を乱さずに製造できる製造方法を提供する。

【解決手段】 C : 0.15%以下、Si : 2.0 %以下、Mn : 3.0 %以下、P : 0.08%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.02%以下、N : 0.0050~0.0250%を含み、N/Alが0.3 以上になる鋼を、スラブ加熱温度 : 1000℃以上、仕上圧延出側温度 : 800℃以上、圧延後冷却 : 圧延後0.5 秒以内に開始する冷却速度40℃/s以上の急冷、巻取温度 : 450℃以下の条件で熱間圧延して製造した鋼板であって、固溶N : 0.0010%以上を含有し、かつ、平均結晶粒径10 $\mu$ m以下のフェライト相が面積率50%以上およびマルテンサイト相が面積率5%以上を占める組織を有する、BH80MPa 以上、 $\Delta T S$  40MPa 以上、TS 440MPa以上の高張力熱延鋼板。

【選択図】 図1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000001258]

1. 変更年月日	1990年 8月13日
[変更理由]	新規登録
住 所	兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
氏 名	川崎製鉄株式会社